

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-013175  
 (43)Date of publication of application : 15.01.2003

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
 B22D 11/00  
 B22D 11/128  
 B22D 11/16  
 C22C 38/14  
 C22C 38/58

(21)Application number : 2001-194355

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 27.06.2001

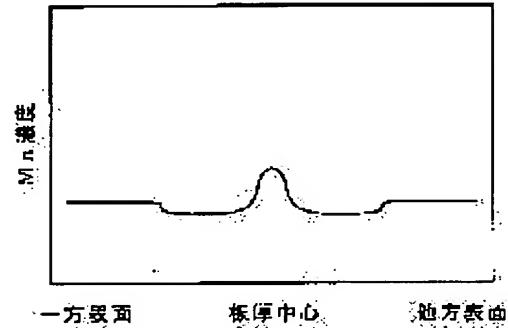
(72)Inventor : KUSHIDA TAKAHIRO

## (54) STEEL MATERIAL SUPERIOR IN HYDROGEN-INDUCED CRACKING RESISTANCE

## (57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength steel material superior in HIC(hydrogen induced cracking) resistance consisting of an inexpensive high-Mn steel used for linepipes, a cargo tanks, and pressure vessels, towers and tanks for petroleum refining.

SOLUTION: The objective steel material has average Mn concentration lower in the central part of the plate thickness than in the whole steel, and maximum Mn concentration at the central part of the plate thickness, of 2.9 mass% or less.



## LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 13.08.2003  
 [Date of sending the examiner's decision of rejection]  
 [Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]  
 [Date of final disposal for application]  
 [Patent number]  
 [Date of registration]  
 [Number of appeal against examiner's decision of rejection]  
 [Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]  
 [Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2003-13175

(P2003-13175A)

(43)公開日 平成15年1月15日 (2003.1.15)

(51)Int.Cl.<sup>7</sup>  
C 22 C 38/00  
B 22 D 11/00  
11/128  
11/16  
C 22 C 38/14

識別記号  
3 0 1  
3 5 0

F I  
C 22 C 38/00  
B 22 D 11/00  
11/128  
11/16  
C 22 C 38/14

マーク (参考)

3 0 1 F  
A  
3 5 0 A  
C

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 7 頁) 最終頁に統ぐ

(21)出願番号 特願2001-194355(P2001-194355)

(22)出願日 平成13年6月27日 (2001.6.27)

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 柳田 隆弘

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(74)代理人 100103481

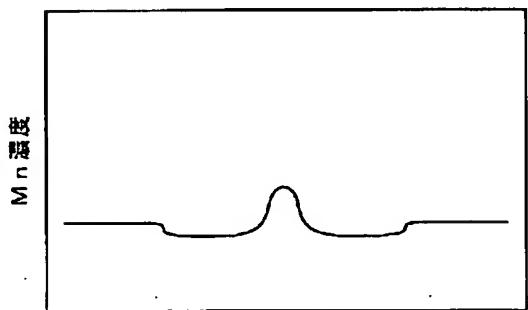
弁理士 森 道雄 (外1名)

(54)【発明の名称】 耐水素誘起割れ性に優れた鋼材

(57)【要約】

【課題】ラインパイプ、カーゴタンク、石油精製用の圧力容器や搭槽類等に用いて好適な安価な高Mn鋼からなる耐HIC性に優れた高強度鋼材の提供。

【解決手段】本発明の鋼材は、板厚中心部の平均Mn濃度が鋼中平均Mn濃度よりも低く、かつ、板厚中心部における最大Mn濃度が2.9質量%以下である。



一方表面 板厚中心 他方表面

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】板厚中心部の平均Mn濃度が鋼中平均Mn濃度よりも低く、かつ、板厚中心部における最大Mn濃度が2.9質量%以下である耐水素誘起割れ性に優れた鋼材。

【請求項2】板厚中心部の平均Mn濃度が鋼中平均Mn濃度の0.95倍以下である請求項1に記載の耐水素誘起割れ性に優れた鋼材。

【請求項3】鋼の化学組成が、質量%で、C:0.01~0.1%、Si:0.01~0.5%、Mn:0.8~2%、P:0.025%以下、S:0.002%以下、Ca:0.0005~0.005%、Ti:0.05~0.05%、Nb:0.005~0.1%、sol.A1:0.005~0.05%、N:0.01%以下を含み、残部Feおよび不純物である請求項1または2に記載の耐水素誘起割れ性に優れた鋼材。

【請求項4】Feの一部に代えて、質量%で、V:0.2%以下を含む請求項3に記載の耐水素誘起割れ性に優れた鋼材。

【請求項5】Feの一部に代えて、質量%で、Cu:0.5%以下、Ni:0.5%以下、Cr:3%以下、Mo:1.5%以下およびB:0.002%以下のうちの1種以上を含む請求項3または請求項4に記載の耐水素誘起割れ性に優れた鋼材。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、硫化水素を含む原油や天然ガス等の輸送に使用されるラインパイプやカーゴタンク、あるいは石油精製の圧力容器や搭槽類用として好適な、耐水素誘起割れ性に優れる鋼材に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】硫化水素を含む原油や天然ガス等の輸送に使用されるラインパイプやカーゴタンク、あるいは石油精製の圧力容器や搭槽類として用いられる鋼材では、しばしば水素誘起割れ（以降、HICと称する）が問題となる。HICとは、硫化水素を含む環境で鋼材が使用されて腐食したときに、鋼中に侵入した水素によって引き起こされる割れのことである。

【0003】連続铸造スラブから製造される鋼材、特に鋼板では、板厚中心部の正偏析帯で、HIC感受性が高い。その理由は、正偏析帯においては、特にMnおよびP濃度が母材よりも高くなり、その結果として正偏析帯は母材よりも硬くなりやすいからである。したがって、従来の耐水素誘起割れ性（以降、耐HIC性と称する）に優れる鋼材は、正偏析帯の硬さをHICが発生しないレベルまで抑えた、偏析しにくい組成、すなわち、低C-低Mn系を基本としたものである。

【0004】たとえば、特開平5-271766号公報には、連続铸造スラブの中心偏析を改善するため、低C

-低Mn-Nb-微量Ti添加のベース鋼に、それぞれ0.3%以下のCr、Moを複合添加して制御圧延後、加速冷却する方法が示されている。また、特開平11-302776号公報には、低C-低Mn-Nb-Ti系鋼のS、Mg、CaおよびOの含有量を厳格に制限して制御圧延した後、加速冷却する方法が示されている。

【0005】しかし、上記の両公報に示されている方法では、いずれも、安価に高強度を得やすい元素であるMnの上限を制限せざるを得ないという問題があった。具体的には、前者の公報に示される鋼のMn含有量の上限は1.4%であり、後者の公報に示される鋼のMn含有量の上限は1.5%である。したがって、Mn含有量の上限を規定するのに代えて高価なCrやMoを添加したり、複雑なS、Mg、CaおよびOの含有量の制御をおこなう必要があるのである。すなわち、これら従来の発明には、安価な高Mn鋼からなる耐HIC性に優れた鋼材を得るという技術的思想は全くない。

【0006】なお、特開平6-220577号公報には、偏析部のMn濃度を鋼中平均Mn濃度の1.20倍以下に規制したMn含有量の上限が2.5%の耐HIC性に優れた高張力鋼板が示されている。しかし、そこに示されている高張力鋼板は、必須成分として高価なCu、Niを多量に含むので、コスト高につくという欠点を有している。また、この公報には、高価なCu、Niを含まない安価な高Mn鋼の耐HIC性を向上させるという技術的思想は全く示されていない。

## 【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明の課題は、硫化水素を含む原油や天然ガス等の輸送に使用されるラインパイプやカーゴタンク、あるいは石油精製の圧力容器や搭槽類として用いられる鋼材であって、素材の鋼が安価な高Mn鋼であっても良好な耐HIC性を発揮する高強度鋼材を提供することにある。

## 【0008】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は、次の耐水素誘起割れ性に優れた鋼材にある。

【0009】板厚中心部の平均Mn濃度が鋼中平均Mn濃度よりも低く、かつ、板厚中心部における最大Mn濃度が2.9質量%以下である耐水素誘起割れ性に優れた鋼材。

【0010】上記本発明の鋼材は、板厚中心部の平均Mn濃度が鋼中平均Mn濃度の0.95倍以下であることが望ましく、この場合には耐HIC性が一段と向上する。

【0011】また、上記本発明の鋼材は、化学組成が、質量%で、C:0.01~0.1%、Si:0.01~0.5%、Mn:0.8~2%、P:0.025%以下、S:0.002%以下、Ca:0.0005~0.005%、Ti:0.005~0.05%、Nb:0.005~0.1%、sol.A1:0.005~0.05

%、N:0.01%以下を含み、残部Feおよび不純物であることが望ましく、この場合にはラインパイプや圧力容器用として好適である。

【0012】本発明の鋼材は、Feの一部に代えて、V:0.2%以下、Cu:0.5%以下、Ni:0.5%以下、Cr:3%以下、Mo:1.5%以下およびB:0.002%以下のうちの1種以上を含むものであってもよい。

【0013】

【発明の実施の形態】以下、本発明の鋼材を上記のように定めた理由について鋼板を例にとって詳細に説明する。

【0014】従来の鋼板では、板厚中心部における合金元素の濃度は、図1に示すような濃度分布を示す。そして、板厚中心部の偏析部とそれ以外の部分との合金元素の濃度比（偏析度）は、合金元素の種類とその濃度に依存する。

【0015】たとえば、図1に示すMnは、前記の用途用鋼において使用される種々の合金元素のうちでは最も偏析度の高い合金元素の1つであり、鋼のMn濃度とC濃度を高くすればするほど、その偏析度は上昇する。したがって、耐HIC性に優れる鋼板を得るには、従来は前述したように、偏析にくい低C-低Mn系とする以外になかった。

【0016】しかしながら、もし、板厚中心部の合金元素の濃度自体が母材部の濃度よりも低い、すなわち、図2に示すように、板厚中心部がマクロ（巨視）的に負偏析になってしまいれば、その負偏析帯の中でミクロ（微視）的に正偏析帯が生じていたとしても、負偏析帯の合金元素の濃度が低いので偏析度自体が低下し、その正偏析帯の合金元素濃度の絶対値が高くなないと予想される。

【0017】また、日本刀が折れにくいのは、硬い芯金が軟らかい巻金で覆われているからであり、これと同様に、硬い正偏析帯が軟らかい負偏析帯で覆われている鋼板では、硬さのわりには割れにくいことが期待される。つまり、結果として、板厚中心偏析部の耐HIC性が従来は芳しくなかった高Mn鋼も、耐HIC性が改善されることが期待される。

【0018】そこで、本発明者は、従来は良好な耐HIC性を確保することが困難であった高Mn鋼を用いて、板厚中心部をマクロ的に負偏析として、その負偏析帯で残存する正偏析部を覆うようにすることで、耐HIC性が改善されるかどうかを実験によって検証した。

【0019】その結果、板厚中心部の平均Mn濃度が鋼中平均Mn濃度よりも低く、かつ、板厚中心部における最大Mn濃度が2.9質量%以下であれば、鋼中平均Mn濃度が1.5質量%を超える高Mn鋼よりも良好な耐HIC性が確保されることを知見し、本発明を完成させた。

【0020】さらに、上記本発明の鋼材は、連続铸造に

よるスラブ製造時の凝固末期に圧下を加えることにより容易に製造可能である。具体的に説明すると、例えば、メニスカスからの離間距離が3m程度の位置において一旦スラブ厚にして20mm程度バルジングさせた後、メニスカスからの離間距離が12mの位置から17mの位置までの間にかけてスラブ厚にして10~20mm程度の圧下を加えることにより容易に得ることができる。

【0021】板厚中心部における最大Mn濃度:2.9%以下後述する実施例からも明らかのように、板厚中心部における最大Mn濃度が2.9%を超えると、耐HIC性が不芳となる。このため、板厚中心部における最大Mn濃度は2.9%以下と定めた。なお、好ましくは2.4%以下であり、この場合にはHICは全く発生しない。

【0022】板厚中心部における平均Mn濃度:鋼中平均Mn濃度よりも低いこと後述する実施例からも明らかのように、板厚中心部における最大Mn濃度が2.9%以下、もしくは好ましい2.4%以下であっても、板厚中心部における平均Mn濃度が鋼中平均Mn濃度よりも高いと、耐HIC性が不芳となる。このため、板厚中心部における平均Mn濃度は鋼中平均Mn濃度よりも低いことと定めた。

【0023】なお、板厚中心部における平均Mn濃度が鋼中平均Mn濃度よりも低いとは、板厚中心部が安定して負偏析となっているという意味であり、板厚中心部における平均Mn濃度は鋼中平均Mn濃度の0.95倍以下であることが望ましい。

【0024】ここで、板厚中心部とは、最終製品である鋼板の板厚中心から板厚方向両側にそれぞれ板厚の1/20ずつ、すなわち厚み中心部の板厚の1/10の領域をいう。

【0025】また、板厚中心部の平均Mn濃度とは、上記に記載定義した板厚中心部の領域のMn濃度の平均値で、MA（マッピングアライザ）やEPMAなどを用いて測定される値のことであり、鋼中平均Mn濃度とは、鋼全体の平均Mn濃度のことであり、レードル値に等しい。

【0026】本発明の鋼材は、板厚中心部の平均Mn濃度が鋼中平均Mn濃度よりも低く、かつ、板厚中心部における最大Mn濃度が2.9質量%以下であればよく、鋼材の化学組成に特別な制限はない。しかし、ラインパイプや圧力容器用として望ましい本発明になる鋼材の化学組成を例示すれば、次のとおりである。なお、以下の説明中における「%」は、特に断らない限り、「質量%」を意味する。

【0027】C:0.01~0.1%  
Cには、鋼材の強度を安定して確保する作用がある。しかし、その含有量が0.01%を下回ると強度確保が困難となる。一方、0.1%を超えて含有させると連続铸造し難い包晶域となる。したがって、C含有量は0.0

1～0.1%とするのが望ましい。より望ましい範囲は0.03～0.09%である。

【0028】Si: 0.01～0.5%

Siは、脱酸剤として必要である。しかし、その含有量が0.01%を下回ると充分な脱酸効果を確保できない。一方、0.5%を超えて含有させると韌性が低下する。したがって、Si含有量は0.01～0.5%とするのが望ましい。より望ましい範囲は0.05～0.35%である。

【0029】Mn: 0.8～2%

Mnには、鋼材の強度を安定して確保する作用がある。また、Mnは、比較的安価な元素である。しかし、その含有量が0.8%を下回ると安価に強度を確保するのが困難となる。一方、2%を超えて含有させると、板厚中央部における負偏析帯の中の正偏析帯のMn濃度を、耐HIC性が良好な2.9%以下に制御するのが困難となり、湿潤H<sub>2</sub>S環境下でHICを起こしやすくなる。したがって、Mn含有量は0.8～2%とするのが望ましい。より望ましい範囲は1.2～1.8%である。

【0030】P: 0.025%以下

Pは、不純物元素で、上記のMnと同様に、板厚中心部において正偏析しやすく、結果として正偏析部を硬化させ、HICを発生しやすくなる。このため、P含有量は低ければ低いほど望ましいが、過度な低減はコスト上昇を招く。しかし、その含有量が0.025%までであれば特に問題ない。望ましい上限は0.015%である。

【0031】S: 0.002%以下

Sは、上記のPと同様の不純物元素で、その含有量が0.002%を超えると、下記のCa添加によって硫化物の形態制御をおこなってもMnSが残存して耐HIC性が損なわれる。したがって、S含有量は0.002%以下とするのが望ましい。より望ましい上限は0.001%以下である。なお、S含有量は低ければ低いほどよい。

【0032】Ca: 0.0005～0.005%

Caには、硫化物の形態を制御する作用があり、HICの起点となるMnSの生成を防ぐ。しかし、0.0005%未満の含有量では、硫化物の形態制御効果が乏しく、0.005%を超えて含有させると、硫化物の形態制御効果が飽和するばかりか、過剰のCa介在物が韌性および耐HIC性を損ねる。したがって、Ca含有量は0.0005～0.005%とするのが望ましい。より望ましい範囲は0.001～0.003%である。

【0033】Ti: 0.005～0.05%

Tiは、鋼に含まれる不純物元素のNをTiNとして固定し、フリーNによる韌性低下を防ぐとともに、TiNがスラブ加熱時のオーステナイト粒の成長を抑制して細粒化を促進し、韌性を向上させる作用がある。しかし、その含有量が0.005%未満では前記の効果が得られ

ず、0.05%を超えて含有させるとかえって韌性が低下する。したがって、Ti含有量は0.005～0.05%とするのが望ましい。より望ましい範囲は0.01～0.03%であり、フリーNによる韌性低下を防ぐ観点からはTi/Nが3.4程度になるようにTiを含有させるのが望ましい。

【0034】Nb: 0.005～0.1%

Nbには、炭化物析出によって鋼を細粒化して韌性を向上させる作用がある。しかし、その含有量が0.005%未満では前記の効果が得られず、0.1%を超えて含有させると溶接部の韌性低下を招く。したがって、Nb含有量は0.005～0.1%とするのが望ましい。より望ましい範囲は0.01～0.05%である。

【0035】sol.A1: 0.005～0.05%

A1は、脱酸剤として必要である。しかし、その含有量がsol.A1含有量で0.005%を下回ると充分な脱酸効果を確保できない。一方、0.05%を超えて含有させると鋼材の清浄性および韌性が低下する。したがって、sol.A1含有量は0.005～0.05%とするのが望ましい。より望ましい範囲は0.01～0.04%である。

【0036】N: 0.01%以下

Nは、上記のPおよびSと同様の不純物元素で、その含有量が0.01%を超えると、前記のTiによりNをTiNとして固定したとしても母材韌性が低下するようになる。したがって、N含有量は0.01%以下とするのが望ましい。より望ましい上限は0.005%である。なお、N含有量は低ければ低いほどよい。

【0037】ラインパイプや圧力容器用として望ましい

30 鋼材の化学組成としては、上記を満たせば十分であるが、必要に応じて、以下に述べる元素のうちの1種以上を積極的に添加含有させたものの方が好ましい。

【0038】V: 0.2%以下（積極添加時の好ましい下限: 0.01%）

Vは、鋼を細粒化して韌性を向上させるほか、析出したV炭化物かは鋼を強化する作用もあり、これらの効果は不純物量レベルの含有量でも得られるが、0.01%以上の含有量で顕著になる。したがって、前記の効果を得たい場合には積極的に添加含有させてもよい。しかし、0.2%を超えて含有させると、溶接部の韌性が低下する。このため、添加含有させる場合のV含有量は0.01～0.2%とするのが望ましい。より望ましい範囲は0.05～0.1%である。

40 【0039】Cu: 0.5%以下（積極添加時の好ましい下限: 0.05%）

Ni: 0.5%以下（積極添加時の好ましい下限: 0.05%）

Cr: 3%以下（積極添加時の好ましい下限: 0.1%）

Mo: 1.5%以下（積極添加時の好ましい下限: 0.

0.5%)

B: 0.002%以下 (積極添加時の好ましい下限: 0.0002%)

これらの元素には、鋼の強度を向上させる作用があり、この効果はいずれの元素も不純物量レベルの含有量でも得られるが、Cu、NiおよびMoは0.05%以上、Crは0.1%以上の含有量で顕著になる。したがって、前記の効果を得たい場合には、これら元素のうちの1種以上を積極的に添加含有させてもよい。しかし、CuおよびNiは0.5%を超えて含有させると、その効果が飽和するばかりか、Niについては高価な合金元素でもあるのでコスト上昇を招く。また、Crは3%、Moは1.5%を超えて含有させると、いずれも、溶接部の韌性が低下するばかりか、Moについては高価な合金元素でもあるのでコスト上昇を招く。このため、添加含有させる場合のCuおよびNiの含有量はいずれも0.005~0.05%、Cr含有量は0.1~3%、Mo含有量は0.05~1.5%とするのが望ましい。好ましいCuおよびNiの含有量範囲は0.1~0.3%、Crの含有量範囲は0.25~2.5%、Moの含有量範囲は0.1~1.2%である。なお、Cu、Ni、CrおよびNiには、耐食性をも向上させる作用もある。

【0040】次に、ラインパイプや圧力容器用として望ましい本発明になる鋼材の連続鋳造によるスラブ製造後における好ましい製造条件について説明する。

【0041】スラブの加熱温度: 前述したように、偏析度合が増した濃厚溶鋼を鋳片の軸心部から排出するため凝固の末期に圧下を加えて得られたスラブは、圧延や鍛造等の熱間加工に先立ち加熱するが、その際の加熱温度が1050°Cを下回ると、スラブ中の炭化物が充分に固溶せず、熱間加工後に所望の強度が得られないことがある。また、加熱温度が1250°Cを上回ると、粗粒化して韌性の低下を招くことがある。したがって、スラブの加熱温度は1050~1250°Cとするのが望ましい。より望ましい範囲は1100~1250°Cである。なお、熱間加工後に熱処理を実施する場合はこの限りではない。

【0042】熱間加工の仕上温度: 最近は、製造コスト低減の観点から、熱間加工(圧延)のままで所望の強度、韌性が得られるように、鋼の化学組成と製造条件を制御するのが一般的である。しかし、熱間加工(圧延)の仕上温度が650°Cを下回ると、鋼の変形抵抗が増大して加工(圧延)が困難になり、900°Cを超えると、鋼の組織が充分微細化せず、所望の強度と韌性が圧延のままで得られないことがある。したがって、熱間加工(圧延)の仕上温度は650~900°Cとするのが望ましい。より望ましい範囲は700~850°Cであり、熱間加工後、以下に述べる加速冷却処理をおこなう場合における好ましい仕上温度範囲はA<sub>s</sub>~850°C、より好ましい範囲はA<sub>s</sub>+30°C~850°Cである。

【0043】熱間加工後の加速冷却開始温度: 最近は、前述したように、熱間加工(圧延)のままで所望の強度と韌性を得るにしても、より低成本の鋼組成で達成されるように、熱間加工(圧延)後に水冷等の加速冷却をおこなうのがより一般的である。しかし、加速冷却の開始温度がA<sub>s</sub>、変態点-30°Cを下回ると、その時点での残留オーステナイトが変態硬化して耐HIC性と耐SSC性が損なわれることがある。したがって、加速冷却の開始温度はA<sub>s</sub>、変態点-30°C以上とするのが望ましい。より望ましい下限は範囲はA<sub>s</sub>、変態点以上である。

【0044】加速冷却の冷却速度: 板厚中心における冷却速度が6°C/sを下回ると、加速冷却の効果がなく、逆に、25°C/sを上回ると、鋼が硬化しすぎて耐HIC性と耐SSC性が損なわれことがある。したがって、加速冷却時の冷却速度は、板厚中心における冷却速度で6~25°C/sとするのが望ましい。より望ましい範囲は10~20°C/sである。

【0045】加速冷却の停止温度: 加速冷却の停止温度が550°Cを上回ると、加速冷却の効果がなく、逆に、350°Cを下回ると鋼が硬化しすぎて耐HIC性と耐SSC性が損なわれことがある。したがって、加速冷却の停止温度は550~350°Cとするのが望ましい。より望ましい範囲は550~400°Cである。

【0046】熱間加工後の熱処理: 热間加工後の熱処理は必ずしもおこなう必要はないが、焼入れ-焼戻し処理や焼ならし処理等の熱処理をおこなってもよく、この場合には韌性が一段と向上し、所望の強度が安定して得られる。ただし、その際の再加熱温度が850°Cを下回ると、鋼中の炭化物が充分に固溶せず、所望の強度が得られないことがある、1100°Cを上回ると、粗粒化して韌性が低下することがある。したがって、熱間加工後に熱処理をおこなう場合の再加熱温度は、850~1100°Cとするのが望ましい。より望ましい範囲は900~1050°Cである。なお、熱間加工後の熱処理は、一工程余計にかけることになり、その分だけ製造コストが上昇するので、製造コストの低減を図る観点からは推奨できない。

【0047】

【実施例】表1に示す化学組成を有する4種類の鋼を溶製して連続鋳造により厚さ238mm、幅1800mmのスラブにする際、メニスカスからの離間距離が3mの位置においてスラブ厚を一旦20mmバルジングさせ、表2に示す種々の条件で圧下を加えて中心部のMn負偏析度合を種々に調整したスラブを得た。なお、比較のために、一部のスラブにはバルジングおよび圧下を加えなかった。

【0048】次いで、得られた各スラブの中心部から厚みと幅の中心がスラブの中心に一致する厚さ150mm、幅1000mmの圧延用ブロックを切り出し、表2に

示す条件の熱間圧延を施した後、表2に示す条件の加速冷却処理または大気放冷処理を施し、板厚中心部の平均Mn偏析度合と最大Mn濃度が種々異なる板厚19.5mm、幅110mmの鋼板とした。

【0049】得られた各鋼板から、100mm×100mmの全板厚試験片を採取し、NACE T0284に規定されているHIC試験法に準拠し、5質量%NaCl+0.5質量%CH<sub>3</sub>OOH+1気圧H<sub>2</sub>S飽和の温度25°CのNACE TM0177溶液中に96時間浸漬した。

【0050】HIC試験の評価は、浸漬後の試験片におけるHICによる割れの面積を超音波によるCスキャンで測定して試験片全面積に占めるHICの割れ面積率(CAR)を求め、CARが3%以下のものを耐HIC性が良好、3%を超えるものを耐HIC性が不芳とした。

【0051】なお、板厚中心部の平均Mn濃度と最大Mn濃度は、上記CAR測定後の試験片を切断して、その板厚中心部、すなわち板厚中心から両側にそれぞれ1.0mm、板幅中心から両側にそれぞれ2.0mmの領域の20Mn濃度をMA(マッピングアナライザー)を用いて20μmピッチで10万点測定し、各測定値の平均値を平\*

均Mn濃度、各測定値中の最大値を最大Mn濃度とした。

【0052】以上の結果を、表2に、各鋼板の降伏強さYS(MPa)および引張強さTS(MPa)と併せて示した。なお、降伏強さYSと引張強さTSは、各鋼板から外径6mmの引張試験片を採取し、室温下で引張試験をおこなって調べた値である。

【0053】表2に示す結果からわかるように、本発明で規定する条件を満たす試験2~8および試験13~16の鋼板は、CARが0~2.8%で、耐HIC性が良好である。

【0054】これに対し、板厚中心部の平均Mn濃度または板厚中心部の最大Mn濃度が本発明で規定する条件を満たさない試験9~12の鋼板は、CARが4.4~10.4%で、耐HIC性が不芳である。また、スラブの製造時に圧下を加えなかった試験1の鋼板は、板厚中心部の最大Mn濃度は本発明で条件を満たすものの、板厚中心部の平均Mn濃度が鋼中平均Mn濃度よりも高いため、CARが18.3%で、耐HIC性が不芳である。

【0055】

【表1】

表 1

代 符	化 学 组 成 (単位: 質量%、残部: Feおよび不純物)														
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	Ca	sol. Al	N	V	Cu	Ni	Cr	Mo
A	0.07	0.25	1.55	0.009	0.0005	0.018	0.044	0.0025	0.026	0.0040	—	—	—	—	—
B	0.06	0.23	1.56	0.008	0.0007	0.019	0.028	0.0027	0.030	0.0039	0.050	—	—	—	—
C	0.06	0.17	1.65	0.005	0.0004	0.025	0.045	0.0022	0.026	0.0041	0.051	0.29	0.21	0.55	0.20
D	0.08	0.05	1.42	0.007	0.0006	0.015	0.035	0.0031	0.024	0.0034	—	0.31	0.16	0.25	—

【表2】

表 2

試 番 番 号	鋼 代 符	スラブ凝固時の圧下条件		加熱 温度 (°C)	仕上 温度 (°C)	冷却開始温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	鋼中の 平均Mn 濃度	板厚中心部のMn濃度		Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	C.A.R. (%)
		圧 下 位 置	圧 下 量 (mm)							平均値	最大値			
1.		無圧下		830	800	15	450		1.55	*1.58	2.41	521	551	18.3
2.		A メニスカスから の離間距離 が12.3mの位 置から16.8m の位置までの 間	20	740	大気放冷					1.43	2.05	542	581	0.0
3.				830	800	15	450					484	533	0.1
4.				740	大気放冷					1.48	2.13	531	565	0.0
5.												479	533	1.3
6.			15							1.46	2.36	529	572	0.0
7.										1.41	2.45	537	573	1.3
8.										1.50	2.86	537	570	2.8
9.										1.49	*2.93	524	560	*4.8
10.			13							1.42	*2.99	524	566	*6.2
11.										*1.60	2.76	535	575	*4.4
12.										*1.69	*3.28	538	585	*10.4
13.	B									1.42	2.37	547	595	0.2
14.			17	850	790		500		1.56	1.42	2.37	442	530	2.0
15.	C			740	大気放冷					1.42	2.37			
16.	D		20	1180	850	830	15	480	1.65	1.55	2.03	643	679	2.0
			13	1140	830	800		480		1.42	1.33	2.41	537	597

注 1) Mn濃度の単位は質量%である。

注 2) \*印は本発明で規定する範囲を外れていることを示す。

【発明の効果】本発明の鋼材は、Mn含有量が1.5%を超える場合でも、安定して良好な耐HIC性を発揮する。このため、今後は益々需要が多くなる高強度鋼材を安価な高Mn鋼で供給することができる。

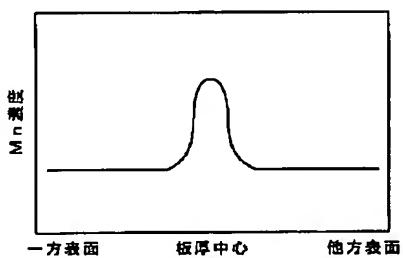
## 【図面の簡単な説明】

【図1】従来の連続铸造スラブより製造された鋼材(鋼\*

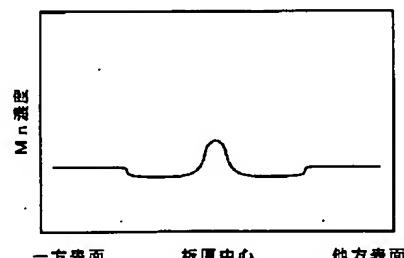
\*板)の板厚中心偏析部における合金元素(Mn)の濃度分布状態を示す模式図である。

【図2】本発明による鋼材(鋼板)の板厚中心偏析部における合金元素(Mn)の濃度分布状態を示す模式図である。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.7

識別記号

C 22 C 38/58

F I

テーマコード(参考)

C 22 C 38/58